



## PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11) Publication number: **01079320 A**(43) Date of publication of application: **24.03.89**

(51) Int. Cl.

**C21D 8/00****// C21D 9/50**(21) Application number: **62236042**(22) Date of filing: **19.09.87**(71) Applicant: **NIPPON STEEL CORP**(72) Inventor:  
**NAKAZAWA TAKANORI**  
**KIMURA HIDETAKA**  
**AOKI SHIRO****(54) IMPROVEMENT OF MATERIAL QUALITY OF  
METAL FOR WELDING AUSTENITIC STAINLESS  
STEEL**

(57) Abstract:

PURPOSE: To prevent the segregation of a weld metal, to fine the crystal grains and to improve the material quality thereof by welding an austenitic stainless steel and imparting specific deforming work to the solidified weld metal in the temp. region above the recrystallization temp.

CONSTITUTION: The weld metal is imparted <sup>3</sup>10% strain working while the weld metal is in the temp. region

above the recrystallization temp. thereof after solidification in welding of the austenitic stainless steel. The weld metal is otherwise imparted <sup>3</sup>5% strain working in the temp. region below the recrystallization temp. and is then heated to the recrystallization temp. or above. The above-mentioned strain working is preferably applied uniformly to the weld metal part by means such as peening. Random and fine crystal grains of the weld metal are thereby formed and the microsegregation is prevented, by which the weld metal having the excellent corrosion resistance and mechanical properties is obtd.

COPYRIGHT: (C)1989,JPO&amp;Japio

⑪ 公開特許公報(A)

昭64-79320

⑫ Int. Cl.<sup>4</sup> 識別記号 庁内整理番号 ⑬ 公開 昭和64年(1989)3月24日  
 // C 21 D 8/00 E-7371-4K  
 C 21 D 9/50 1 0 1 B-8015-4K  
 審査請求 未請求 発明の数 2 (全5頁)

⑭ 発明の名称 オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の材質改善方法

⑮ 特 願 昭62-236042

⑯ 出 願 昭62(1987)9月19日

⑰ 発 明 者 中 澤 崇 徳 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社  
 第2技術研究所内  
 ⑱ 発 明 者 木 村 英 隆 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社  
 第2技術研究所内  
 ⑲ 発 明 者 青 木 司 郎 神奈川県相模原市淵野辺5-10-1 新日本製鐵株式会社  
 第2技術研究所内  
 ⑳ 出 願 人 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号  
 ㉑ 代 理 人 弁理士 大関 和夫

明 細 書

1. 発明の名称

オーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の材質改善方法

2. 特許請求の範囲

(1) オーステナイト系ステンレス鋼の溶接において、溶接金属の凝固後、該溶接金属がその再結晶温度以上の領域にある時、該溶接金属に10%以上の歪加工を与えることを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の材質改善方法。

(2) オーステナイト系ステンレス鋼の溶接において、溶接金属の凝固後、該溶接金属がその再結晶温度以下の温度域で、該溶接金属に5%以上の歪加工を与え、しかる後該溶接金属の再結晶温度以上に加熱することを特徴とするオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の材質改善方法。

3. 発明の詳細な説明

(産業上の利用分野)

本発明はオーステナイト系ステンレス鋼溶接金属の材質改善方法に係わり、特に高合金鋼のミク

ロ偏析の軽減による耐食性の改善あるいは、凝固組織の破壊による均質化および結晶粒の微細化により靱性、強度、クリープ特性等を改善する方法に関するものである。

(従来の技術および発明が解決しようとする問題点)

近年、化学工業あるいは原子力工業の隆盛に伴い、オーステナイト系ステンレス鋼の溶接構造物が急増している。これら溶接構造物は溶接ままあるいは溶接後適当な熱処理が施されて、使用に供されている。しかしながら、溶接金属部は凝固組織であるため凝固偏析を有する。さらにはオーステナイト相からフェライト相への変態が生じないため、いわゆる変態による結晶粒の分割・微細化が行われず、凝固後に形成された方向性を持った粗大結晶粒より構成された組織となっている。このため、溶接金属部は母材に比べ耐食性あるいは機械的性質が劣る。

最近産業の高度化に伴い、プラント用材料の使用環境は苛酷化の一途を辿っている。すなわち、

化学プラント用材料の耐食性向上、超電導関連機器の開発に伴う極低温用材料に対する強度・靱性の要求あるいは高速増殖炉を始めとする高温構造材料のクリープ特性の改善等、材料に対する要求は益々厳しくなっている。このような材料特性の改善に対する強い要求を背景として、新材料の開発あるいは改良材に関する研究が進められている。しかし溶接金属部は先に述べたように、圧延あるいは鍛造更に熱処理を施されて製造された母材に比べ、耐食性、機械的性質等が劣るため、使用環境の苛酷化に十分対応することが困難な場合が多い。このため例えば耐食性については溶接金属を母材に比べ更に高合金化することにより、溶接金属部の耐食性を改善すること等が行われている。しかしながらこの方法はコスト上昇をまねき更に溶接施工性の劣化を惹き起こす場合もある。一方機械的性質に関しては合金成分の調整あるいは後熱処理による特性改善が試みられているが、これらの手段には限界がある。換言すると母材特性の改善は正に合金成分の調整と熱処理条件の最適

化を基本に進められており、溶接金属の特性改善に同様の手法を使用することは、現在最高の特性レベルに達した母材用の溶接金属に同様の特性を期待出来ないことを意味している。

なお溶接金属に加工を加える方法としてビード・ピーニング法（溶接便覧－溶接学会編－改定3版：p162）が知られているが、この方法の目的は溶接部形状の矯正であり材質の改善を狙ったものではない。また溶接部の残留応力を緩和するため、溶接後ピーニング加工する方法（溶接便覧－溶接学会編－改定3版：p1325）があるが、これはあくまで溶接時に導入された残留応力の除去を目的とするものであり、溶接金属の組織そのものを改善するものではない。また溶接前に母材部をピーニングすることにより凝固組織を微細化する方法（溶接学会誌33-2、1964、p111-119）があるが、この方法は母材部をピーニングする点で本発明と異なる上に、その効果は溶接境界近傍部に限られることさらには偏析の軽減に対しては無効である。

#### （問題点を解決するための手段）

以上のようにオーステナイト系ステンレス鋼の溶接金属部は凝固組織に伴う問題、すなわちマイクロ偏析、方向性を持った粗大な結晶粒等のために、母材に比べ耐食性、機械的性質がかなり劣る。この問題について本発明者らは種々検討を加えた。すなわち溶接金属の耐食性劣化の主因である凝固偏析に対しては拡散処理が必要であるが、単に加熱するのみでは高温で且つ長時間を要する。そこで拡散を促進する方法について詳細な調査を行った。その結果高温での加工あるいは加工と熱処理を組み合わせることにより溶接金属の偏析を軽減する見通しを得た。また溶接金属の機械的性質の改善については、劣化の主因である方向性を持った粗大な結晶粒組織の改善について系統的な実験を実施した。そしてこの場合も高温での加工あるいは加工と熱処理を組み合わせることにより、溶接金属の結晶粒のランダム化および微細化が見出された。すなわち溶接直後の再結晶温度以上の高温域で溶接金属部にピーニング等の手

段により一定量の均一な歪加工を加えることにより、マイクロ偏析が軽減され、且つランダムな微細結晶粒組織が得られるという新たな知見を得るに至った。

また再結晶温度以上での加工が加えられない場合については、溶接金属部にピーニング等の手段により一定量の均一な歪加工を与えた後、再結晶温度以上に加熱することにより、マイクロ偏析が軽減され、且つランダムな微細結晶粒度組織が得られるという新たな知見を得るに至った。

本発明は以上のような知見に基づいて成されたものであって、その要旨とする所は、(1)オーステナイト系ステンレス鋼の溶接において溶接後に該溶接金属に対しその再結晶温度以上の高温域で、溶接金属部に10%以上の歪加工を与え、溶接金属部の拡散および再結晶を促進し、溶接金属の偏析の軽減および結晶粒を微細化させる方法、(2)オーステナイト系ステンレス鋼の溶接において溶接後に、該溶接金属に対しその再結晶温度より低い温度領域で溶接金属部に5%以上の歪加工を与え、

しかる後再結晶温度以上に再加熱し、溶接金属部の拡散および再結晶を促進し、溶接金属の偏析軽減および結晶粒を微細化させる方法にある。

以下に本発明を詳細に説明する。

まず本発明においてオーステナイト系ステンレス鋼とはNi: 7-17%, Cr: 15-25%, Mo: 0-6%を基本成分とするものであり、また溶接とは、例えば TIG (Tungsten Inert Gas)、MIG (Metal Inert Gas)、被覆アーク、溶弧、レーザー、電子ビーム溶接等の溶融-凝固過程を有するものを指す。

第1図は第1表に示す化学成分の308系ステンレス鋼溶接材料について、溶接後の偏析および結晶粒度におよぼす溶接直後のピーニングによる加工量と溶接金属温度の影響を調査した結果である。この図から低温あるいは低加工量領域では偏析の軽減効果および結晶粒の微細化は進行せず、偏析の軽減あるいは結晶粒の微細化のためには、10%以上の歪加工量と1000℃以上の金属温度の確保が必要であることが判る。なおこの限界温度

は材料の再結晶温度と一致している。本発明(1)はこのような知見に基づいて成されたもので、第1図に示した結晶粒の微細化を惹き起こす加工条件を基本としている。

第2図は第1表に示した材料について、溶接後その溶接金属の再結晶温度以下でピーニング加工を与えた後、その溶接金属を再加熱した時の溶接金属の結晶粒度におよぼすピーニングによる加工量および再加熱温度の影響を調査した結果である。この図から再加熱を行うことにより結晶粒の微細化が計れる加工量が5%と低加工量領域にまで広がるが判る。これは再結晶温度以上での加工では、導入された歪の一部が回復現象により消滅するのに対し、再結晶温度以下の加工では加工歪が有効に蓄積されるため低加工量で再結晶を引き起こすことができるためである。本発明(2)はこのような知見に基づいて成されたもので、第2図に示した細い結晶粒の得られる加工および再加熱条件範囲を基本としている。第3図は第1表に示した材料について、溶接後その溶接金属の再結晶温

度以下でピーニング加工を与えた後、その溶接ビード上に更に溶接を行うことにより再加熱処理を与え、このプロセスを繰り返すことにより多層溶接金属を形成し、最終層の溶接後 TIG トーチにより最終ビードの加熱を行った場合について、ピーニング加工量と結晶粒度およびCr変動幅の関係を示したものである。ピーニング加工量とともに結晶粒は微細化し且つ偏析が軽減されて行くことが判る。

第 1 表 (重量%)

N	0.04
Cr	21.0
Ni	9.8
S	0.005
P	0.025
Mn	1.3
Si	0.4
C	0.05
種 類	SUS308

## (実施例)

第2表に示した3種類の溶接材料について、第3表に示す本発明による溶接方法および従来の溶接方法により溶接金属を作成した。これらの溶接金属についての結晶粒度、偏析、耐食性および機械的性質を第4表に示した。これらの組織観察、耐食性の評価および機械試験により明らかなように、本発明の溶接方法による溶接金属は従来のものに比べ結晶粒が細かく且つ偏析も少なく、従って耐食性、機械的性質にも優れていることが判る。

第 2 表 (重量%)

N	0.03	0.04	0.04
Mo	—	—	2.2
Cr	20.7	23.7	19.1
Mn	10.2	12.5	13.1
S	0.003	0.002	0.005
P	0.024	0.027	0.026
Mg	1.5	1.2	1.8
Si	0.3	0.4	0.3
C	0.05	0.04	0.05
溶接材料	SUS308	SUS309	SUS316
供試材	A	B	C

第 3 表

	供試材	溶接No	ピーニング温度 (℃)	ピーニング加工量 (%)	再加熱温度 (℃)
本発明鋼	A	1	1050	14	—
	A	2	20	8	1020
	B	3	1100	20	—
	B	4	20	6	1090
	C	5	1070	16	—
	C	6	20	7	1100
	C	7	20	12	1000~1200 (多層溶接による加熱)
比較鋼	A	8	—	—	—
	B	9	—	—	—
	C	10	—	—	—
	C	11	20	6	—

第 4 表

	供試材	溶接No	結晶粒度番号	Cr移動率 (%)	塩化第二鉄中*腐食量 (g/㎡・h)	550℃クリープ破断特性	
						1000h破断強度 (kgf/㎡)	1000h破断伸び (%)
本発明鋼	A	1	5	2.7	25	28	45
	A	2	4	3.2	30	27	40
	B	3	6	1.7	22	30	57
	B	4	4	2.1	17	29	42
	C	5	6	1.9	13	39	58
	C	6	4	2.1	15	37	45
	C	7	6	1.6	11	38	56
比較鋼	A	8	-2	5.7	37	25	20
	B	9	-1	5.5	31	27	14
	C	10	-2	5.2	24	33	8
	C	11	-2	5.5	25	32	11

\* JIS G0578 による。(50℃)

(発明の効果)

以上述べたごとく、本発明法による溶接金属は結晶粒が細かく且つ偏析も少ないことから、耐食性および機械的性質に優れた材料となっており、化学装置用高合金鋼あるいは原子力用高合金鋼の溶接方法として工業的にきわめて有効なものである。

#### 4. 図面の簡単な説明

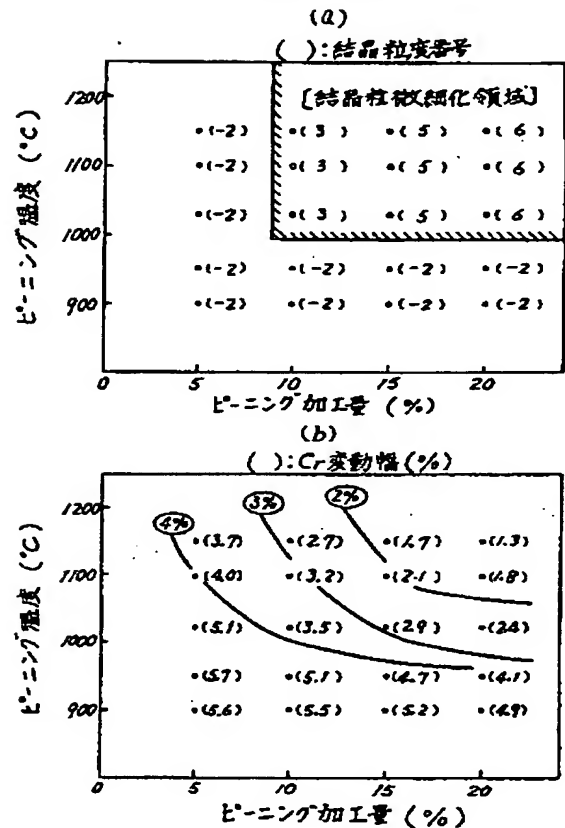
第1図(a)は溶接金属の結晶粒度に対するピーニング加工量と加工温度の影響を示す図、第1図(b)は溶接金属の偏析挙動に対するピーニング加工量と加工温度の影響を示す図、第2図は結晶粒度に対するピーニング加工量と再加熱温度の影響を示す図、第3図は多層溶接した場合の溶接金属の結晶粒度と偏析に対するピーニング加工量の影響を示す図である。

特許出願人 新日本製鐵株式会社

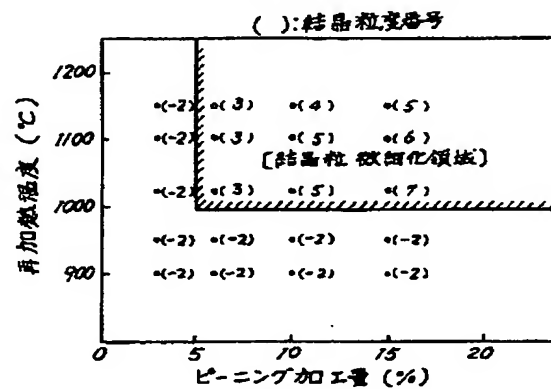
代理人 大 関 和 夫



### 第 1 図



### 第 2 図



### 第 3 図

